

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 09316619  
PUBLICATION DATE : 09-12-97

APPLICATION DATE : 24-05-96  
APPLICATION NUMBER : 08153329

APPLICANT : NISSHIN STEEL CO LTD;

INVENTOR : HAMANAKA SEIICHI;

INT.CL. : C23C 2/06 C21D 8/04 C21D 9/48 C22C 38/00 C22C 38/14 C23C 2/02

TITLE : PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT DIP GALVANIZED STEEL SHEET  
EXCELLENT IN DEEP DRAWABILITY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for producing a high strength hot dip galvanized steel sheet having high strength, excellent in press formability and deep drawability and used for an automotive inner sheet or the like.

SOLUTION: A steel slab having a compsn. contg., by weight, 0.001 to 0.01% C, 0.05 to 0.20% P, 1.0 to 4.0% Mn, 0.005 to 0.5% Mo, 0.5 to 2.5% Cu, 0.005 to 0.1% Al and 0.0005 to 0.003% B, contg. 2.0% Si, 1.3% Ni, 0.02% S and  $\leq 0.007\%$  N and furthermore contg. one or more kinds among Ti:  $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S]$  to 0.10%, 0.01 to 0.1% Nb and 0.01 to 0.1% V is subjected to hot rolling so as to regulate the hot rolling finishing temp. to the  $Ar_3$  transformation point or above, the average cooling rate after the finish rolling to  $\geq 20^\circ\text{C}/\text{sec}$  and the hot rolling coiling temp. to 450 to 650°C. After cold rolling, it is hot dip galvanized in continuous galvanizing equipment so as to regulate the annealing temp. to 800 to 920°C, the average rate from the annealing temp. to the precipitation treating temp. to 5 to 120°C/sec, the recrystallization annealing temp. to 500 to 650°C, its time to 0.5 to 5min and the inlet side temp., to 500 to 550°C.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

BEST AVAILABLE COPY

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-316619

(43) 公開日 平成9年(1997)12月9日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 3 C 2/06			C 2 3 C 2/06	
C 2 1 D 8/04		9270-4K	C 2 1 D 8/04	A
9/48			9/48	J
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
38/14			38/14	

審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平8-153329

(22) 出願日 平成8年(1996)5月24日

(71) 出願人 000004581

日新製鋼株式会社

東京都千代田区丸の内3丁目4番1号

(72) 発明者 大段 祐二

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(72) 発明者 松元 孝

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(72) 発明者 浜中 征一

広島県呉市昭和町11番1号 日新製鋼株式会社技術研究所内

(74) 代理人 弁理士 小倉 亘

(54) 【発明の名称】 深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 高強度で、プレス成形性、深絞り性に優れ、自動車用内板等として使用。

【解決手段】 重量%でC: 0.001~0.01、P: 0.05~0.20、Mn: 1.0~4.0、Mo: 0.005~0.5、Cu: 0.5~2.5、Al: 0.005~0.1、B: 0.0005~0.003で、以下、いずれも、Si: 2.0、Ni: 1.3、S: 0.02、N: 0.007以下で、更に、Ti:  $[(48/12) \cdot \%C + (48/14) \cdot \%N + (48/32) \cdot \%S] \sim 0.10\%$ 、Nb: 0.01~0.1及びV: 0.01~0.1の1種以上を含む鋼スラブに、熱延仕上げ温度 $A_r$ 変態点以上、仕上げ圧延後の平均冷却速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、熱延巻取り温度 $450 \sim 650^{\circ}\text{C}$ の熱間圧延を施し、冷間圧延後、連続式溶融亜鉛めっき設備で焼鈍温度 $800 \sim 920^{\circ}\text{C}$ 、焼鈍温度から析出処理温度までの平均速度 $5 \sim 120^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 、再結晶焼鈍と処理 $500 \sim 650^{\circ}\text{C}$ 、0.5~5分、入側温度 $500 \sim 550^{\circ}\text{C}$ で溶融亜鉛めっき。

BEST AVAILABLE COPY

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.001~0.01重量%, Si: 2.0重量%以下, P: 0.05~0.20重量%, Mn: 1.0~4.0重量%, Mo: 0.005~0.5重量%, Cu: 0.5~2.5重量%, Ni: 1.3重量%以下, S: 0.02重量%以下, Al: 0.005~0.1重量%, N: 0.007重量%以下, B: 0.0005~0.003重量%を含み、更に Ti:  $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.10$ 重量%, Nb: 0.01~0.1重量%及び V: 0.01~0.1重量%の1種又は2種以上を含む鋼スラブに、熱延仕上げ温度を  $A_r$  変態点以上、仕上げ圧延後の平均冷却速度を  $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、熱延巻取り温度を  $450 \sim 650^\circ\text{C}$ とする熱間圧延を施し、冷間圧延後、連続式溶融亜鉛めっき設備で焼鈍温度  $800 \sim 920^\circ\text{C}$ 、焼鈍温度から析出処理温度までの平均冷却速度を  $5 \sim 120^\circ\text{C}/\text{秒}$ とする再結晶焼鈍及び処理温度  $500 \sim 650^\circ\text{C}$ 、処理時間  $0.5 \sim 5$ 分の Cu析出熱処理を施した後、鋼板の入側温度  $500 \sim 550^\circ\text{C}$ で溶融亜鉛めっきする深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1の組成をもつ鋼スラブに、熱延仕上げ温度を  $A_r$ 変態点以上、仕上げ圧延後の平均冷却速度を  $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、熱延巻取り温度を  $450 \sim 650^\circ\text{C}$ とする熱間圧延を施し、冷間圧延後、連続焼鈍設備で焼鈍温度  $800 \sim 920^\circ\text{C}$ 、焼鈍温度から  $200^\circ\text{C}$ 以下までの平均冷却速度を  $5 \sim 120^\circ\text{C}/\text{秒}$ とする再結晶焼鈍を施し、調質圧延後、連続式溶融亜鉛めっき設備で処理温度  $500 \sim 650^\circ\text{C}$ 、処理時間  $0.5 \sim 5$ 分の Cu析出熱処理を施し、次いで入側温度  $500 \sim 550^\circ\text{C}$ で溶融亜鉛めっきする深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、高強度で且つプレス成形性、深絞り性に優れ、自動車用内板等として使用される高強度溶融亜鉛めっき鋼板を製造する方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】 自動車用鋼板として、安全性、車体重量の軽減、素材使用量の削減等から高強度鋼板が広く使用されている。この種の自動車用鋼板は、厳しい成形加工が施されることから、良好なプレス加工性、特に深絞り性の指標であるランクフォード値が高いことが要求される。高強度冷延鋼板については、従来から多くの提案がされている。たとえば、特開昭62-205231号公報では、低炭素鋼に Si, Mn及びPを添加し、熱間圧延の条件を適正化することによって、 $490\text{N}/\text{mm}^2$ 級以上の高強度を得ている。しかしながら、ランクフォード値が1.0程度に過ぎず、深絞り性に劣る鋼材であった。深絞り性を改善する手段として、特公昭62-3

4804号公報では、極低炭素鋼に Tiを添加したものをベースとして少量の Mnを添加し、且つ冷延及び焼鈍条件を適正化している。この方法によると、約2.0のランクフォード値が得られるが、強度が $390\text{N}/\text{mm}^2$ 以下と低くなっている。また、自動車用鋼板として耐食性が要求されることから、溶融亜鉛めっき鋼板についても特開平62-260046号公報等で提案されている。しかし、従来の方法で製造される溶融亜鉛めっき鋼板は、強度が $390\text{N}/\text{mm}^2$ 以下と低く、自動車用鋼板として要求される特性を十分に満足していない。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】 従来の方法で鋼板を高強度化しようとするするとランクフォード値が低くなり、鋼板の成形性が劣化する。逆に、成形性を改良するためにランクフォード値を上げると、強度が不足する傾向を示す。このように相反する傾向を示す強度及びランクフォード値を共に改善する方法は、これまでのところ実用化されていない。そのため、強度及びランクフォード値の何れか一方に重点をおいた鋼材の選択が余儀なくされる。本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、強度及びランクフォード値に大きく影響を及ぼす Cu析出物の形態及び熱延板の金属組織を制御することにより、自動車用等の鋼板として要求される $490\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の高強度を持ち、且つランクフォード値が1.4以上を示す深絞り性に優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板を得ることを目的とする。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】 本発明の高強度冷延鋼板製造方法は、その目的を達成するため、C: 0.001~0.01重量%, Si: 2.0重量%以下, P: 0.05~0.20重量%, Mn: 1.0~4.0重量%, Mo: 0.005~0.5重量%, Cu: 0.5~2.5重量%, Ni: 1.3重量%以下, S: 0.02重量%以下, Al: 0.005~0.1重量%, N: 0.007重量%以下, B: 0.0005~0.003重量%を含み、更に Ti:  $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.10$ 重量%, Nb: 0.01~0.1重量%及び V: 0.01~0.1重量%の1種又は2種以上を含む鋼スラブに、熱延仕上げ温度を  $A_r$ 変態点以上、仕上げ圧延後の平均冷却速度を  $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、熱延巻取り温度を  $450 \sim 650^\circ\text{C}$ とする熱間圧延を施し、冷間圧延後、連続式溶融亜鉛めっき設備で焼鈍温度  $800 \sim 920^\circ\text{C}$ 、焼鈍温度から析出処理温度までの平均冷却速度を  $5 \sim 120^\circ\text{C}/\text{秒}$ とする再結晶焼鈍及び処理温度  $500 \sim 650^\circ\text{C}$ 、処理時間  $0.5 \sim 5$ 分の Cu析出熱処理を施した後、入側温度  $500 \sim 550^\circ\text{C}$ で溶融亜鉛めっきすることを特徴とする。また、同じ組成をもつ鋼スラブを同様に連続焼鈍設備で再結晶焼鈍した後、調質圧延し、連続式溶融亜鉛めっき設備で処理温度  $500 \sim 650^\circ\text{C}$ 、処理時間

0.5～5分のCu析出熱処理を施し、次いで入側温度500～550℃で溶融亜鉛めっきすることもできる。

【0005】

【作用】本発明者等は、析出強化元素であるCuを含む極低炭素鋼について、強度、ランクフォード値に及ぼすCu析出物の形態及び金属組織の影響を調査した。その結果、極低炭素鋼に析出強化元素としてのCu、焼入れ性を向上させる元素としてのMn、Moを含有させ、適正条件下の熱間圧延及び焼鈍を施すことにより、490 N/mm<sup>2</sup>以上の高強度で且つ1.4以上のランクフォード値をもつ鋼板が得られることを見い出した。すなわち、Cuを含む極低炭素鋼に焼入れ性を向上させる元素Mn、Moを含有させ、熱延仕上げ温度、仕上げ圧延後の平均冷却速度、熱延巻取り温度が特定された条件下で熱延すると、強い熱延集合組織が形成される。この強い熱延集合組織が冷延集合組織の発達を促進させ、更に焼鈍時に形成される{554}〈225〉方位の再結晶集合組織の集積度を高める。

【0006】また、Cu析出物の析出が促進される温度範囲に熱延巻取り温度を設定しているので、熱延巻取り時に粒径が0.1μm程度の粗大なCu析出物が析出する。粗大化したCu析出物は、焼鈍時の再結晶集合組織である{554}〈225〉方位への集積度を更に向上させる作用を呈する。熱延中の粗大化したCu析出物は、冷間圧延後に高温焼鈍を施し、一旦マトリックスに固溶させる。固溶したCuは、均熱後の冷却速度、析出処理温度及び析出処理時間を制御することにより、極めて短時間で微細に析出し、鋼板を高強度化する。また、焼鈍温度をAc<sub>1</sub>変態点以上に設定するとき、冷延焼鈍板のミクロ組織がポリゴナルフェライトと擬ベイナイトとの複合組織又は擬ベイナイトの単相組織となり、一層の高強度化が図られる。更に、溶融亜鉛めっき処理直前の入側温度を特定することにより、鋼板表面の表面性状欠陥が解消される。

【0007】以下、本発明で使用する鋼材に含まれる合金成分、含有量、製造条件等を説明する。

C: 0.001～0.01重量%

深絞り性や延性を向上させる上で低いC含有量ほど好ましく、TiC、NbC等の炭窒化物及びTi<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>等の炭硫化物となって固定される。また、C含有量を下げるとき、Cの固定に必要なTi、Nb等の添加量も少なくすることができる。C含有量が0.01重量%を超えると、Cの固定に必要なTi、Nb等の添加量が著しく増加し、コスト高になるばかりでなく、ランクフォード値に対しても悪影響を及ぼす。しかし、C含有量を0.001重量%より低くするためには、製造工程における製造コストが増大する。

Si: 2.0重量%以下

鋼板の強度を高める上で有効な合金元素である。しかし、2.0重量%を超えるSi含有量では延性及びラ

ンクフォード値が低下する傾向を示す。なお、Si含有量が0.5重量%以上になると、溶融亜鉛めっき性が低下し、不めっき等の欠陥が発生し易くなる。この種の欠陥発生をもたらす溶融亜鉛めっき性の低下は、冷間圧延後に電気めっきを施すことにより解消される。

【0008】P: 0.05～0.20重量%

鋼板の強度を向上させると共に、鋼板の耐食性を改善する作用を呈する。これら作用を発現させるためには、0.05重量%以上のP含有量が必要である。しかし、0.20重量%を超える多量のPが含まれると、二次加工割れが著しく促進される。

Mn: 1.0～4.0重量%

焼入れ硬化性を向上させる合金元素である。また、Mn含有によって仕上げ圧延後の冷却速度が比較的小さくても、熱延板のミクロ組織が擬ベイナイト組織を呈し、擬ベイナイト組織形成に伴う強い熱延集合組織が形成される。この強い熱延集合組織が冷延集合組織の発達を促進させ、更に焼鈍時に形成される{554}〈225〉方位をもつ再結晶集合組織の集積度を高める。この作用を得るためには1.0重量%以上のMn含有が必要であるが、4.0重量%を超えて多量のMnが含まれると延性が大きく低下する。

【0009】Mo: 0.005～0.5重量%

Mnと同様に焼入れ硬化性を向上させる作用を呈する。また、Mo含有によって仕上げ圧延後の冷却速度が比較的小さくても、熱延板のミクロ組織が擬ベイナイト組織を呈し、擬ベイナイト組織形成に伴う強い熱延集合組織が形成される。この強い熱延集合組織が冷延集合組織の発達を促進させ、更に焼鈍時に形成される{554}〈225〉方位をもつ再結晶集合組織の集積度を高める。この作用を得るためには0.005重量%以上のMo含有が必要であるが、0.5重量%を超えて多量のMoが含まれると延性が大きく低下する。

Cu: 0.5～2.5重量%

鋼板の強度を高める上で有効な合金元素であり、0.5重量%以上の含有量でその作用が顕著になる。しかし、2.5重量%を超える多量のCuが含まれると、延性が大きく低下する。Cu含有量の好ましい範囲は、1.0～2.0重量%である。

【0010】Ni: 1.3重量%以下

Cu添加鋼において、熱間赤熱脆性を防止するために必要に応じて添加される合金成分である。一般には、Cu添加量の1/2以上のNiを添加することが好ましい。しかし、非常に高価な元素であることから、鋼材コストの上昇を抑制するために上限を1.3重量%に設定する。

S: 0.02重量%以下

Mnと結合して非金属介在物を形成し、プレス加工時に加工割れ等の欠点を発生させる有害元素である。そのため、本発明においては、S含有量の上限を0.02重量

%に規制した。

Al: 0.005~0.1重量%

脱酸剤として添加される合金元素であり、0.005重量%以上が必要である。しかし、0.1重量%を超える多量のAl含有は、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等の介在物を増加させる原因であり、加工性及び表面品質を劣化させる。

【0011】N: 0.007重量%以下

固溶Nとして残存すると、深絞り性を劣化させる有害元素である。そのため、TiNとして析出させ、固溶Nを減少させることが要求される。しかし、N含有量が増加するとTiNの析出量が増加し、{554}再結晶集合組織の発達を抑制する。したがって、本発明においては、N含有量の上限を0.007重量%に規定した。

B: 0.0005~0.003重量%

結晶粒界にPよりも優先的に偏析し、Pによる粒界脆化を抑制する作用を呈する。この作用は、0.0005重量%以上のB含有で発現される。しかし、0.003重量%を超える多量のB含有では、粒成長が阻害され、鋼板のランクフォード値や延性が低下する欠点が現れる。

【0012】Ti:  $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S] \sim 0.10$ 重量%

{554}<225>方位の再結晶集合組織の発達に有害なS、N及びCを固定する作用を呈する。Tiの含有量は、S、N及びCを固定する上から下限が $[(48/12) \times \%C + (48/14) \times \%N + (48/32) \times \%S]$ に規定される。しかし、Ti添加による作用は0.10重量%で飽和し、それ以上添加してもTi増量に見合った効果がみられない。

Nb, V: 0.01~0.1重量%

S、N及びCを固定する作用を呈し、{554}方位をもつ再結晶集合組織の発達促進させる。Nb、Vの作用は、0.01重量%以上の含有量で発現するが、0.10重量%で飽和し、それ以上添加しても増量に見合った効果がみられない。本発明が対象とする鋼は、転炉、電気炉等で所定の成分に調整した溶鋼をRH設備等で脱ガス処理した後、連続鋳造によってスラブに製造される。このスラブをそのまま直送し、或いは一旦冷却して冷片とした後で再加熱し、熱延工程に送られる。

【0013】熱間圧延: 熱間圧延では、熱延仕上げ温度をAr<sub>3</sub>変態点以上、仕上げ圧延後の平均冷却速度を20℃/秒以上、熱延巻取り温度を450~650℃に設定する。熱延条件をこのように制御することにより、強い熱延集合組織が形成される。強い熱延集合組織は、冷延集合組織の発達を促進させ、更に焼鈍時に形成される{554}<225>方位をもつ再結晶集合組織の集積度を高める作用を呈する。また、Cuの析出が促進される温度範囲に熱延巻取り温度を設定しているため、熱延巻取り時に粒径が0.1μm程度の粗大なCu析出物が

析出する。粗大化したCu析出物は、焼鈍時の再結晶集合組織である{554}<225>方位への集積度を更に高める。

【0014】溶融亜鉛めっき: 熱間圧延後の鋼板は、通常の条件で酸洗・冷延され、インライン焼鈍型の連続式溶融亜鉛めっきラインに送られる。Siを0.5重量%以上含む冷延鋼板では、溶融亜鉛めっき性を向上させるために電気めっきを施し、再結晶焼鈍、Cu析出処理を経て溶融亜鉛めっきされる。電気めっきは、再結晶焼鈍及びCu析出時に生成する易酸化性元素Siの酸化物に起因するめっき等のめっき欠陥を防止する。具体的には、Ni、Fe、Fe-B、Fe-P等のプレめっき層が電気めっきにより形成される。焼鈍工程では、ランクフォード値に有効な再結晶集合組織を生成させ、且つ粗大化したCu析出物を再固溶させるため、焼鈍温度が800℃以上に設定される。特に、焼鈍温度をA<sub>c1</sub>変態点以上とすると、冷延焼鈍板のマイクロ組織がポリゴナルフェライトと擬ベイナイトの複合組織又は擬ベイナイトの単相組織を呈することから、更なる高強度化が図られる。しかし、焼鈍温度が920℃を超えると、通常の設備を使用した生産が困難になる。均熱後の冷却速度は、冷却過程で粗大なCu析出物の生成を防止するために5℃/秒以上に設定される。しかし、120℃/秒より早い冷却速度では、通常の設備を使用した生産が困難になる。

【0015】焼鈍後の鋼板は、Cuの固溶及び粗大析出を防止し、短時間で微細なCu析出物を析出させるため、温度500~650℃、時間0.5~5分の条件下でCu析出処理される。これにより、鋼材が高強度化される。また、析出処理温度を500℃以上とすることにより、次工程の溶融めっき処理で入側温度を高く保持することができ、溶融亜鉛めっき性も改善される。溶融めっき浴への入側温度は、500~550℃の範囲に保持される。入側温度が500℃を下回るようになると、鋼板の溶融亜鉛塗れ付着力が低下し、鋼板表面にピンホール、めっき等の欠陥が発生し易くなる。しかし、550℃を超える入側温度では、合金化処理された鋼板の耐バウダリング性が劣化する。なお、以上に説明した再結晶焼鈍を連続焼鈍設備で施し、Cu析出処理及び溶融亜鉛めっきを連続式溶融亜鉛めっき設備で施しても、必要とする特性をもつ鋼板を製造することができる。

【0016】

【実施例】

実施例1: 表1の組成をもつ鋼種番号1~16の鋼を溶製し、スラブ加熱温度1250℃、仕上げ温度920℃、仕上げ温度から熱延巻取り温度までの平均冷却速度20℃/秒、熱延巻取り温度550℃の条件で熱間圧延を施し、板厚4mmの熱延板を製造した。

【0017】

BEST AVAILABLE COPY

表1: 供試材の化学成分

試験 番号	合金成分及び含有量 (重量%)													備考	
	C	Si	Mn	Mo	P	Cu	Ni	S	sol.Al	N	B	Ti	Nb		V
1	0.0032	0.02	2.58	0.14	0.097	1.08	0.76	0.005	0.048	0.0031	0.0007	0.054	—	—	本 発 明 鋼
2	0.0034	0.01	1.55	0.31	0.059	1.25	0.97	0.007	0.055	0.0021	0.0007	0.063	—	—	
3	0.0027	0.02	1.27	0.35	0.101	1.45	0.89	0.006	0.052	0.0024	0.0006	0.054	0.02	—	
4	0.0034	0.57	1.07	0.32	0.084	1.71	0.94	0.007	0.048	0.0024	0.0008	0.051	0.02	—	
5	0.0031	0.02	2.42	0.15	0.053	1.09	0.84	0.007	0.055	0.0021	0.0006	0.051	0.02	—	
6	0.0029	0.97	1.85	0.21	0.057	1.21	0.97	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	—	0.02	
7	0.0032	0.02	1.51	0.24	0.097	1.51	0.96	0.005	0.048	0.0031	0.0007	0.054	0.02	—	
8	0.0034	0.02	1.04	0.23	0.103	1.98	0.96	0.008	0.042	0.0024	0.0007	0.052	—	—	
9	0.0031	0.02	1.12	0.24	0.053	1.81	0.94	0.007	0.055	0.0021	0.0006	0.051	0.02	—	
10	0.0031	0.89	3.05	0.15	0.105	1.08	0.97	0.007	0.051	0.0031	0.0006	0.051	0.02	0.02	
11	0.0034	0.45	2.52	0.25	0.067	1.49	0.94	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	0.02	—	
12	0.0034	0.56	1.51	0.35	0.097	1.95	0.94	0.006	0.051	0.0031	0.0007	0.052	0.02	—	
13	0.0035	0.01	<u>4.85</u>	—	0.106	—	0.95	0.005	0.051	0.0021	0.0006	0.054	0.02	0.02	比 較 鋼
14	0.0027	0.02	1.25	0.25	0.085	<u>0.32</u>	0.89	0.006	0.052	0.0024	0.0006	0.054	0.02	—	
15	0.0034	0.01	<u>0.52</u>	—	0.103	<u>3.55</u>	0.96	0.008	0.042	0.0024	0.0007	0.052	—	—	
16	<u>0.0154</u>	0.02	1.85	0.21	0.065	1.27	0.89	0.006	0.052	0.0024	0.0006	0.005	—	—	

下線は、本発明で規定した範囲を外れることを示す。

【0018】得られた熱延板を酸洗した後、板厚1mmまで圧延率75%で冷間圧延を施した。なお、Siを0.5重量%以上含む鋼種番号4、6、10、12については、熔融亜鉛めっき性を改善するためにFe-B電気めっきを施した。次いで、連続式熔融亜鉛めっき設備で焼鈍温度850℃、均熱時間60秒、焼鈍温度から析出処理温度までの平均冷却速度40℃/秒の条件下で再結晶焼鈍を施し、引き続いて析出処理温度550℃、析出処理時間1分のCu析出処理を施した。その後、伸び

率約1%の調質圧延をし、JIS5号試験片で引張り試験を行った。試験結果を示す表2にみられるように、本発明に従った鋼種番号1～12の鋼は、490N/mm<sup>2</sup>以上の強度を示し、強度・延性バランスに優れ、1.4以上の高いランクフォード値を持っていた。これに対し、鋼種番号13～16の鋼では、Mn、Mo、Cu、C及びTiの含有量が本発明で規定した範囲を外れることから、ランクフォード値が大きく低下していた。

【0019】

表2: 供試材の機械的性質

鋼種 番号	0.2%耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	F値	備 考
1	429	536	32.6	1.74	本 発 明 例
2	426	538	32.5	1.69	
3	468	583	31.7	1.66	
4	520	637	28.3	1.58	
5	391	498	35.6	1.76	
6	503	616	28.0	1.62	
7	476	591	30.5	1.64	
8	527	649	27.5	1.51	
9	464	582	29.8	1.61	
10	543	654	26.4	1.46	
11	507	622	26.1	1.62	
12	541	664	25.4	1.53	
13	512	592	19.1	1.10	比 較 例
14	515	588	19.7	1.11	
15	543	678	16.2	1.02	
16	438	551	25.4	1.13	

【0020】実施例2: 表1の鋼種番号2, 7, 9, 13, 15の鋼から、実施例1と同じ条件下で熱延板を製造した。得られた熱延板を酸洗した後、板厚1mmまで圧延率75%で冷間圧延した。次いで、連続焼鈍設備で焼鈍温度850℃、均熱時間60秒の処理を施した後、焼鈍温度から200℃以下まで平均冷却速度40℃/秒で冷却した。その後、伸び率1%の調質圧延を施し、連続式溶融亜鉛めっき設備で析出処理温度550℃、析出処理時間1分のCu析出処理を施し、入側温度520℃で溶融亜鉛めっきした。更に、伸び率約0.5%の調質圧延を施し、JIS5号試験片で引張り試験を行った。試験結果を示す表3にみられるように、本発明に従った鋼種番号2, 7, 9は、490N/mm<sup>2</sup>以上の強度を示し、強度・延性バランスに優れ、1.4以上の高いランクフォード値をもっていた。これに対し、鋼種番号13, 15の比較例では、Mn, Mo及びCuの含有量が本発明で規定した範囲を外れることから、ランクフォード値が大きく低下していた。

【0021】

表3: 供試材の機械的性質

鋼種 番号	0.2%耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	F値	備 考
2	458	561	30.0	1.69	本 発 明 例
7	506	621	26.5	1.61	
9	494	619	27.6	1.59	
13	529	592	19.0	1.18	比 較 例
15	575	688	15.1	1.03	

【0022】実施例3: 表1に示した鋼種番号5の鋼を使用し、表4の条件下で熱間圧延を施し、酸洗後、圧延率75%で冷間圧延し、次いで表4の条件下で溶融亜鉛めっきした。次いで、伸び率約1%の調質圧延を施し、JIS5号試験片で引張り試験を行った。試験結果を示す表5にみられるように、本発明に従って製造したAグループの鋼板では、490N/mm<sup>2</sup>以上の強度を示し、1.4以上の高いランクフォード値をもっていた。これに対し、Bグループの鋼板(B1, B2)では、熱延条件又は溶融亜鉛めっき条件が本発明で規定した範囲を外れることから、ランクフォード値が大きく低下していた。B3, B4の鋼板では、熱延条件又は焼鈍条件が本発明で規制した範囲を外れることから、強度が大きく低下していた。B5の鋼板では、入側温度が本発明で規定した範囲を外れるため、鋼板表面に不めっきが発生していた。

【0023】

BEST AVAILABLE COPY



表4: 製造条件

鋼板 番号	熱間圧延条件		溶 融 亜 鉛 め っ き 条 件					備 考
	仕上圧延 後の平均 冷却速度	熱延巻 取温度 (℃)	焼 鈍 温 度 (℃)	均熱後の 平均冷却 速度	析 出 温 度 (℃)	析 出 時 間 (分)	入 側 温 度 (℃)	
A 1	2 0	5 5 0	8 5 0	2 0	5 5 0	1	5 2 0	本 発 明 例
A 2	2 0	5 5 0	8 2 0	2 0	5 5 0	1	5 2 0	
A 3	3 0	5 0 0	8 5 0	1 0	6 0 0	1	5 3 0	
A 4	4 0	5 0 0	8 5 0	1 0	5 5 0	1	5 2 0	
A 5	2 0	5 5 0	8 9 0	5 0	5 5 0	1	5 3 0	
A 6	2 0	5 0 0	9 0 0	6 0	5 5 0	1	5 2 0	
B 1	<u>5</u>	<u>7 5 0</u>	8 5 0	1 0	6 0 0	1	5 2 0	比 較 例
B 2	2 0	5 0 0	<u>7 9 0</u>	1 0	6 0 0	1	5 3 0	
B 3	4 0	5 0 0	9 0 0	<u>2</u>	5 5 0	<u>1 5</u>	5 1 0	
B 4	2 0	5 0 0	8 5 0	4 0	<u>7 5 0</u>	1	5 2 0	
B 5	4 0	5 0 0	8 5 0	4 0	<u>4 5 0</u>	1	<u>4 5 0</u>	
鋼種番号5を使用								
下線は、本発明で規定した範囲を外れることを示す。								
冷却速度の単位は (℃/秒) とする。								

【0024】

表5: 機械的性質に及ぼす製造条件の影響

工程 番号	0.2%耐力 (N/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (N/mm <sup>2</sup> )	全伸び (%)	$\bar{r}$ 値	表面性状	備 考
A 1	422	530	34.6	1.71	良好	本 発 明 例
A 2	445	543	31.0	1.64	良好	
A 3	492	607	28.4	1.59	良好	
A 4	488	601	28.4	1.61	良好	
A 5	498	641	25.6	1.57	良好	
A 6	503	638	24.9	1.58	良好	
B 1	429	532	28.6	1.19	良好	比 較 例
B 2	475	558	24.7	1.04	良好	
B 3	342	438	32.3	1.48	良好	
B 4	348	431	34.4	1.46	良好	
B 4	401	437	30.4	1.71	不めっき	

【0025】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、焼入れ性向上元素Mn、Mo及び析出強化元素Cuを添加し、熱延条件、焼鈍条件及び溶融亜鉛めっき条件を設定することにより、焼鈍時に形成される〈1554〉〈225〉方位をもつ再結晶集合組織の集積度を高め、

高強度で且つランクフォード値の高い溶融亜鉛めっき鋼板を製造している。このようにして得られた高強度溶融亜鉛めっき鋼板は、深絞り性等の優れた加工性を活用し、自動車用鋼板を始めとする広範な分野で構造材、部材等として使用される。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.<sup>6</sup>

C 2 3 C 2/02

識別記号

庁内整理番号

F I

C 2 3 C 2/02

技術表示箇所

BEST AVAILABLE COPY